

Министерство образования и науки РФ

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

УДК 669-1

УТВЕРЖДАЮ
Проректор по науке
_____ Кружаев В.В.
«__» _____ 2013

ОТЧЕТ

О НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЕ

В рамках выполнения п.2.1.1.1 Плана реализации мероприятий Программы развития
УрФУ на 2013 год

ПО ТЕМЕ:

Разработка способов повышения эксплуатационных свойств жаропрочных
($\alpha+\beta$)-титановых сплавов авиационного назначения путем варьирования
режимов термической обработки

(Заключительный)

Зав.кафедрой

(подпись, дата)

А.А. Попов

Научный консультант

(подпись, дата)

А.Г. Илларионов

Исполнитель

(подпись, дата)

И.В. Нарыгина

Екатеринбург 2013

РЕФЕРАТ

1. ФИО автора:

Нарыгина Ирина Вячеславовна,
Narygina Irina Vyacheslavovna

2. Аннотация:

Целью настоящей работы является комплексное исследование процессов формирования структуры, фазового состава и свойств в жаропрочных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавах с повышенным содержанием алюминия, а также разработка способов повышения эксплуатационных свойств жаропрочных ($\alpha+\beta$)-сплавов путем варьирования режимов термической обработки.

В работе поставлены и решены следующие задачи:

- изучено изменение структуры и свойств в опытном жаропрочном ($\alpha+\beta$)-титановом сплаве с повышенным содержанием алюминия в условиях варьирования временного параметра высокотемпературной обработки в β -области;
- рассмотрено влияние продолжительности выдержки при высокотемпературной обработке в β -области на процессы протекающие при последующем старении в интервале температур 500...700 °C с различным временем выдержки;
- установлен тип, характер, температурный интервал выделения упрочняющих фаз в сплаве;
- предложен режим упрочняющей термической обработки, способствующий формированию высокого комплекса эксплуатационных свойств изделий из жаропрочных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов авиационного назначения.

The aim of this work is a comprehensive study of the formation of the structure, phase composition and properties of a high-temperature ($\alpha+\beta$)-titanium alloys with a high content of aluminum, as well as the development of ways to improve the performance properties of high-temperature ($\alpha+\beta$)-alloys by varying the heat treatment regimes.

The following problems has been established and solved:

- The change of structure and properties in the experimental high-temperature ($\alpha+\beta$)-titanium alloy with a high aluminum content in terms of variation of the time parameter in the solution treatment had been determined;
- The effect of the exposure time on processes during solution treatment and subsequent aging in the temperature range of 500.. 700 ° C had been found;
- The morphology and the hardening phases precipitation temperature range in the alloy has been established;
- The schedule of heat treatment as well as the factors resulting in high mechanical and high-temperature properties has been proposed

3. Ключевые слова:

жаропрочные сплавы, упрочняющая термическая обработка, распад пересыщенного твердого раствора, упорядочение альфа-фазы, интерметаллидные частицы, алюминид титана, силициды

high-temperature alloys, hardening heat treatment, decomposition of the oversaturated solid solution, the ordering of the alpha-phase, intermetallic particles, titanium aluminide, suicides

4. Тема отчета:

Разработка способов повышения эксплуатационных свойств жаропрочных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов авиационного назначения путем варьирования режимов термической обработки

Developing ways to improve the performance properties of high-temperature ($\alpha+\beta$)-titanium alloys aviation applications by varying the heat treatment regimes

СОДЕРЖАНИЕ

РЕФЕРАТ	2
ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ	5
ВВЕДЕНИЕ	6
1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	7
2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА	10
2.1. Влияние параметров высокотемпературной обработки на формирование структуры и свойств в жаропрочном сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe	10
2.2. Влияние непрерывного нагрева на процессы распада в жаропрочном сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe	14
2.3. Влияние режимов старения на формирование структуры, фазового состава и свойств в жаропрочном сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe	16
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	29
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	31

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

$T_{пп}$ – температура полиморфного превращения;
 K_{β} – коэффициент β -стабилизации;
 $[Al]_{эКВ}$ – алюминиевый эквивалент;
ОЦК – объемно-центрированная кубическая;
ГПУ – гексагональная плотноупакованная;
ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;
РЭМ – растровая электронная микроскопия;
МРСА – микрорентгеноспектральный анализ;
РСФА – рентгеноструктурный фазовый анализ;
ДСК – дифференциальная сканирующая калориметрия;
МР – методические рекомендации.

ВВЕДЕНИЕ

Достижение высоких уровней прочности для жаропрочных титановых сплавов не менее важно, чем для конструкционных, но, как правило, повышение прочности сопровождается снижением термической стабильности, что выражается в катастрофическом снижении пластичности после длительных сроков эксплуатации. Пластичность снижается тем резче, чем выше температура и продолжительнее период ее воздействия.

Многочисленные исследования показали, что одним из перспективных путей повышения термической стабильности и жаропрочности традиционных сплавов на основе титана является использование эффекта интерметаллидного упрочнения сплава дисперсными выделениями упорядоченной α_2 -фазы на основе алюминидов титана Ti_3Al , достижение которого осуществляется с применением операций старения пересыщенного твердого раствора. Однако практически нет единого мнения как о роли интерметаллидных частиц, так и совместного влияния частиц алюминидов и силицидов в формировании комплекса служебных свойств сплава.

В связи с этим глубокой проблемой, требующей изучения, является изучение закономерностей выделения силицидов и алюминидов в опытном жаропрочном титановом сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe с повышенным содержанием алюминия, их совместного влияния на кинетику выделения, а также их роль в формировании прочностных свойств с целью определения возможности их улучшения.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования служили горячекатаные прутки диаметром 22 мм из опытного жаропрочного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe, химический состав которого, $[Al]_{\text{экв}}$, $T_{\text{пп}}$, а также K_{β} приведены в табл. 1.1.

Табл. 1.1. Химический состав, алюминиевый эквивалент, коэффициент β -стабилизации, температура полиморфного превращения исследуемого опытного сплава*

Сплав	Содержание элементов, масс. %									[Al] _{экв}	K _β	T _{пп} , °C
	Легирующие элементы					Примеси (не более)						
	Al	Mo	Zr	Fe	Si	O	C	N	H			
Опытный	8,3	2,1	2,2	0,15	0,2	0,11	0,01	0,01	0,002	8,7	0,22	1040

* Ti – основа

Схема термической обработки полуфабрикатов включала в себя высокотемпературную обработку в β -области при 1100 °C в течение кратковременной выдержки 10 минут и длительной 1 час с охлаждением на воздухе и последующее старение в диапазоне температур 500...700 °C с шагом 50 °C с выдержками 10, 25 и 85 часов.

Основными методами исследования служили оптическая металлография, РЭМ, ПЭМ, МРСА, РСФА, ДСК и микродюрометрия.

Шлифы изготавливали по общепринятой для титановых сплавов методике, заключающейся в шлифовке на шлифовальной (наждачной) бумаге различной зернистости с постепенным переходом от более грубого к более тонкому абразиву и последующей полировке на алмазной пасте или электрополировке.

Использовали электролит следующего состава: уксусный ангидрид и хлорная кислота в соотношении 4:3 соответственно [1].

Для травления микрошлифов использовали реактивы следующего состава 1 часть HF + 3 части HNO₃ + 15 частей H₂O.

Металлографический анализ осуществляли с применением оптического микроскопа «OLYMPUS GX51» при увеличениях 100...1000 крат.

Исследования структуры методами РЭМ проводили на микроскопе «JEOL JSM6490LV». В качестве образцов служили образцы, подготовленные для металлографических исследований. После получения растровой микрофотографии на микроскопе «JEOL JSM6490LV», проводилось инвертирование фотографий, с целью получения картины, похожей на фотографию с оптического микроскопа.

МРСА проводили на растровом электронном микроскопе «PHILIPS SEM 535» с помощью приставки «EDAX GENESIS 2000». Параметры съемки выбирались так, что бы область генерации характеристического рентгеновского излучения не превышала 0,5 мкм. В данном случае параметры были следующими: ускоряющее напряжение U = 15 кВ, диаметр зонда 100 нм, ток зонда 45 мкА.

Электронно-микроскопический анализ тонкой структуры и микродифракционные исследования проводили на электронном микроскопе «JEM-200С» при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Приготовление фольги для электронномикроскопического исследования включало в себя следующие операции:

1. Вырезка пластин толщиной 0,3...0,5 мм на электроэрозионном металлорежущем станке «ECOCUT» из массивных образцов. Процесс резки образцов производился с водным охлаждением.
2. Предварительное утонение пластин на корундовой бумаге до толщины ~ 0,08 мм.
3. Окончательное утонение посредством электрополировки. Электрополировку проводили в два этапа: первоначально в хлорно – уксусном электролите (хлорная кислота 100 мл, уксусный ангидрид – 500 мл) при напряжении 30...50 В с охлаждением ванны проточной водой, не допуская разогрева электролита выше 30...40 °С, второй этап полировки проводили в электролите (метиловый спирт – 300 мл, бутиловый спирт – 180 мл, хлорная кислота – 30 мл). Для вторичной полировки применяли термостат, температура электролита поддерживалась не выше минус 50 °С, для чего применяли жидкий азот. Электрополировку проводили в открытом пинцете по всей поверхности фольги.

Картины микродифракции расшифровывали с помощью методики, описанной в МР [2, 3, 4].

РСФА проводили на установке «BRUKER ADVANCE-D8» в медном излучении ($K_{\text{ср}} = 0,15418$ нм) в диапазоне углов отражения $2\theta = 17...105^\circ$ при напряжении 30...40 кВ и силе тока 20...40 мА.

Определение периодов кристаллических решеток α - и β -фаз проводили в соответствии с МР [5].

Термический анализ проводили на приборе синхронного термического анализа «STA 449 C JUPITER» методом ДСК, основанной на разностном определении температурных интервалов фазовых и структурных превращений. Запись кривых ДСК проводили в интервале температур от 30 °С до 1100 °С со скоростью нагрева 30 °С/мин в проточной атмосфере аргона технической чистоты.

Микродюрометрические измерения проводили с помощью прибора «МНТХ CSM INSTRUMENTS» по методике Оливера и Фарра [6] при нагрузке 9 Н.

Расчет погрешностей измерений свойств материалов осуществляли по следующим формулам [7]:

$$\bar{X} = \frac{\sum_i^n X_i}{n}, \quad (1.1)$$

где \bar{X} – среднее арифметическое значение измеряемой величины;
 X_i – текущее значение измеряемой величины;
 n – количество измерений.

$$S_x = \frac{\sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}{n-1}, \quad (1.2)$$

где S_x – среднее квадратичное отклонение значения измеряемой величины.

$$\delta = \frac{S_x \cdot t_{\alpha,n}}{n}, \quad (1.3)$$

где $t_{\alpha,n}$ – коэффициент Стьюдента;
 δ – относительная погрешность.

$$X = \bar{X} \pm \delta, \quad (1.4)$$

где X – значение измеряемой величины.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Использование жаропрочных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов в особо ответственных деталях газотурбинных двигателей авиационной техники (дисков, лопаток, деталей компрессора и пр.), работающих при повышенных температурах 500...550 °С, приводит к строгой необходимости выполнения главного критерия качества полуфабрикатов – проработке их структуры, лишь строгая регламентация которой обеспечивает заданный комплекс механических свойств. Поэтому полный цикл термической обработки изделий должен быть основан на глубоком понимании процессов структурообразования, протекающих на каждом отдельном его этапе.

2.1. Влияние параметров высокотемпературной обработки на формирование структуры и свойств в жаропрочном сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe

Известно, что одну из главных ролей в формировании конечного комплекса свойств полуфабрикатов играет морфология основных фаз сплава – α и β – формируемая, как правило, при высокотемпературной обработке.

Проведение высокотемпературной обработки сплава в β -области при 1100 °С ($T_{\text{пп}}+60$ °С) в течение как кратковременной выдержки 10 минут, так и более длительной 1 час с последующим охлаждением на воздухе приводит к формированию пластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры с полиэдрическими β -зернами со средним размером 220 мкм, окаймленными α -оторочкой, и колониальным расположением α -пластин, разделенных тонкими непрерывными прослойками β -фазы, в теле зерен. Стоит отметить, что согласно работам [8...10] пластинчатая структура по сравнению с глобулярной должна обладать повышенной термической стабильностью, более высоким сопротивлением ползучести.

Детальный анализ структуры сплава после высокотемпературной обработки, показал, что 1 часовая выдержка при 1100 °С способствует протеканию в сплаве процессов собирательной рекристаллизации, а также гомогенизации β -твердого раствора. Это можно заключить из следующих характерных особенностей формируемой структуры, выявленных методами РЭМ, ПЭМ и МРСА. Так, по сечению полуфабриката прослеживается однородность по морфологии структурных составляющих, в частности толщина пластин в α -колониях составляет 0,5...1,25 мкм (рис. 2.1 а). В теле пластин α -фазы отмечается присутствие лишь отдельных дислокаций, тогда как дислокационных скоплений не наблюдается (рис. 2.1 б).

Кроме того, зафиксирован достаточно однородный химический состав α -фазы (рис. 2.2, табл. 2.1), периоды кристаллических структур которых, определенные методом РСФА, составили: $a_{\alpha} = 0,29274$ нм, $c_{\alpha} = 0,46723$ нм, $c/a_{\alpha} = 1,59606$, $a_{\beta} = 0,32559$ нм. Так как размер областей β -фазы достаточно мал, и методом МРСА определить его сложно, то об однородности состава β -фазы судили по однородности состава α -пластин.

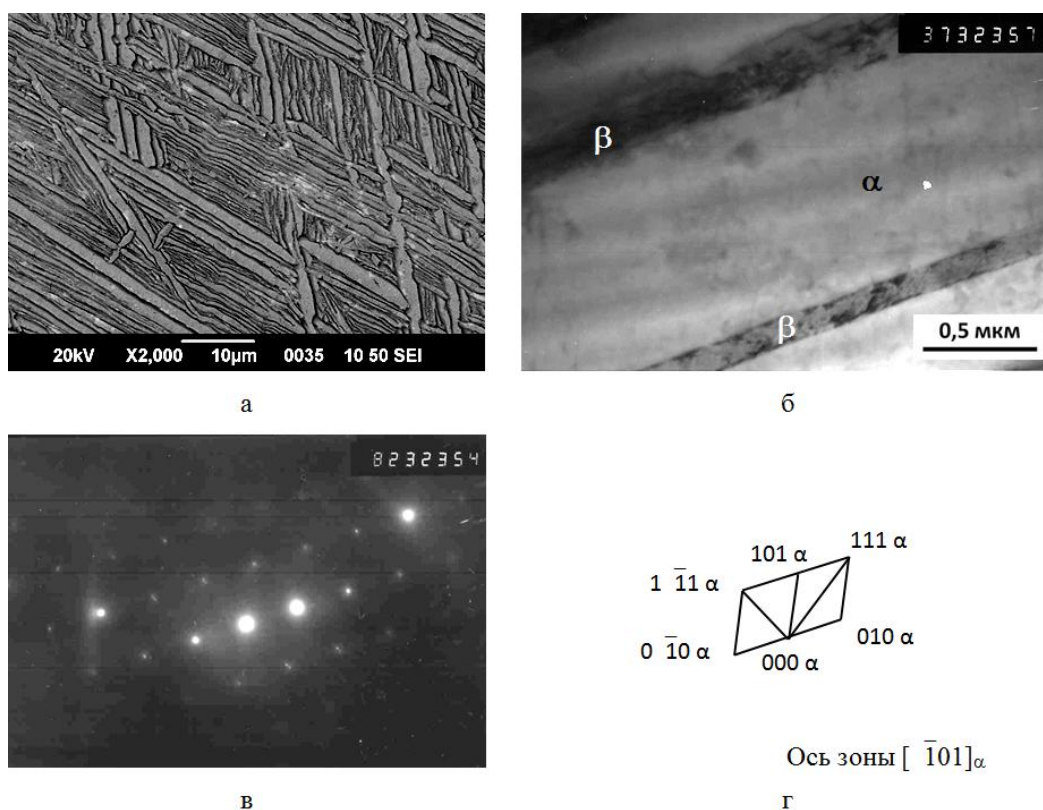


Рис. 2.1. Структура исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °С с выдержкой 1 час и последующим охлаждением на воздухе (а), светопольное изображение (б), электронограмма с «б» (в) и схема ее расшифровки (г)

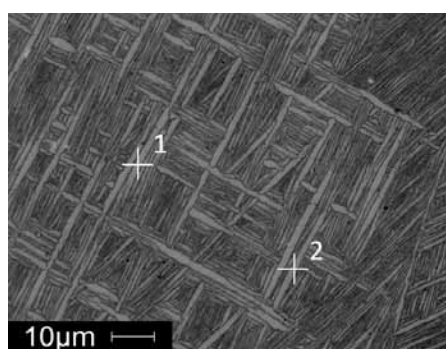


Рис. 2.2. Области определения химического состава исследуемого сплава, подвергнутого высокотемпературной обработке при 1100 °С с выдержкой 1 час и последующим охлаждением на воздухе

Табл. 2.1 Химический состав областей 1 и 2 исследуемого сплава, подвергнутого высокотемпературной обработке при 1100 °С с выдержкой 1 час и последующим охлаждением на воздухе

Место съемки	Содержание основных элементов сплава, вес. %					
	Ti	Al	Zr	Si	Mo	Fe
Область 1	85,48	9,23	2,45	0,43	2,27	0,15
Область 2	85,78	9,46	2,20	0,16	2,18	0,21

Добиться гомогенизации твердого раствора в ходе кратковременной выдержки 10 минут в β -области при высокотемпературной обработке, в отличие от более длительной выдержки 1 час, не удастся. В связи с этим последующему охлаждению подвергается, во-первых, неоднородный по химическому составу материал, особенно, согласно литературным данным [11...13] по таким тугоплавким элементам, как цирконий и молибден.

Кроме того в течение такого короткого времени α -фаза не претерпевает полного растворения, и в структуре сплава после охлаждения сохраняются крупные близкие к глобулярному строению области α -фазы. Значит, во-вторых, охлаждению из β -области подвергается сплав еще и многофазный – содержащий нерастворившиеся при высокотемпературной выдержке частицы α -фазы, присутствующей в структуре горячекатаного полуфабриката. Так, согласно данным РЭМ, полученная в ходе термообработки структура достаточно неоднородна и состоит из целого спектра микроструктур: наряду с различными по морфологии α -колониями (с размером α -пластин 0,5...1,25 мкм в одних, 2,5...3,5 мкм в других) встречаются близкие к глобулярному строению области α -фазы размером до десятков микрометров (рис. 2.3 а).

Тонкая структура α -матрицы сложная: в теле одних α -пластин наблюдаются отдельно встречающиеся дислокации (рис. 2.3 б, области А), вторых – сложные дислокационные скопления (рис. 2.3 б, области Б). В теле третьих выявляется наличие областей с полосчатым контрастом, состоящем из чередующихся черных и белых полос (рис. 2.3 в). Контраст внешних линий таких областей в светлопольном изображении одинаковый (либо белый, либо темный), а в темнопольном изображении – различный (один – темный, другой – белый или наоборот), что позволяет отнести эти области к дефектам упаковки, залегающих вдоль плоскостей призмы второго рода $\{2\bar{1}0\}$. Стоит отметить, что электронограммы, снятые с областей α -матрицы с дефектами упаковки, характеризуются присутствием слабых рефлексов упорядоченной α_2 -фазы, частиц которой в структуре не выявляется (рис. 2.3 г, д).

Определение распределения концентрации элементов в различных областях α -фазы методом микрорентгеноспектрального анализа, показывает разницу концентраций в 1,0...1,5 % по алюминию, 0,6...1,0 % по молибдену (рис. 2.4, табл. 2.2).

В случае кратковременной выдержки сплава в β -области основными параметрами кристаллических структур фаз служат определенные методом РСФА следующие величины: $a_\alpha = 0,29244$ нм, $c_\alpha = 0,46716$ нм, $c/a_\alpha = 1,59745$, $a_\beta = 0,32505$ нм.

Такая разница в однородности структуры после рассмотренных обработок дает различия и в уровне механических свойств. В частности, разброс значений микротвердости после обработки сплава с кратковременной выдержкой колеблется в интервале 390 ± 30 НВ, тогда как микротвердость сплава после более длительной высокотемпературной выдержки составляет 375 ± 12 НВ.

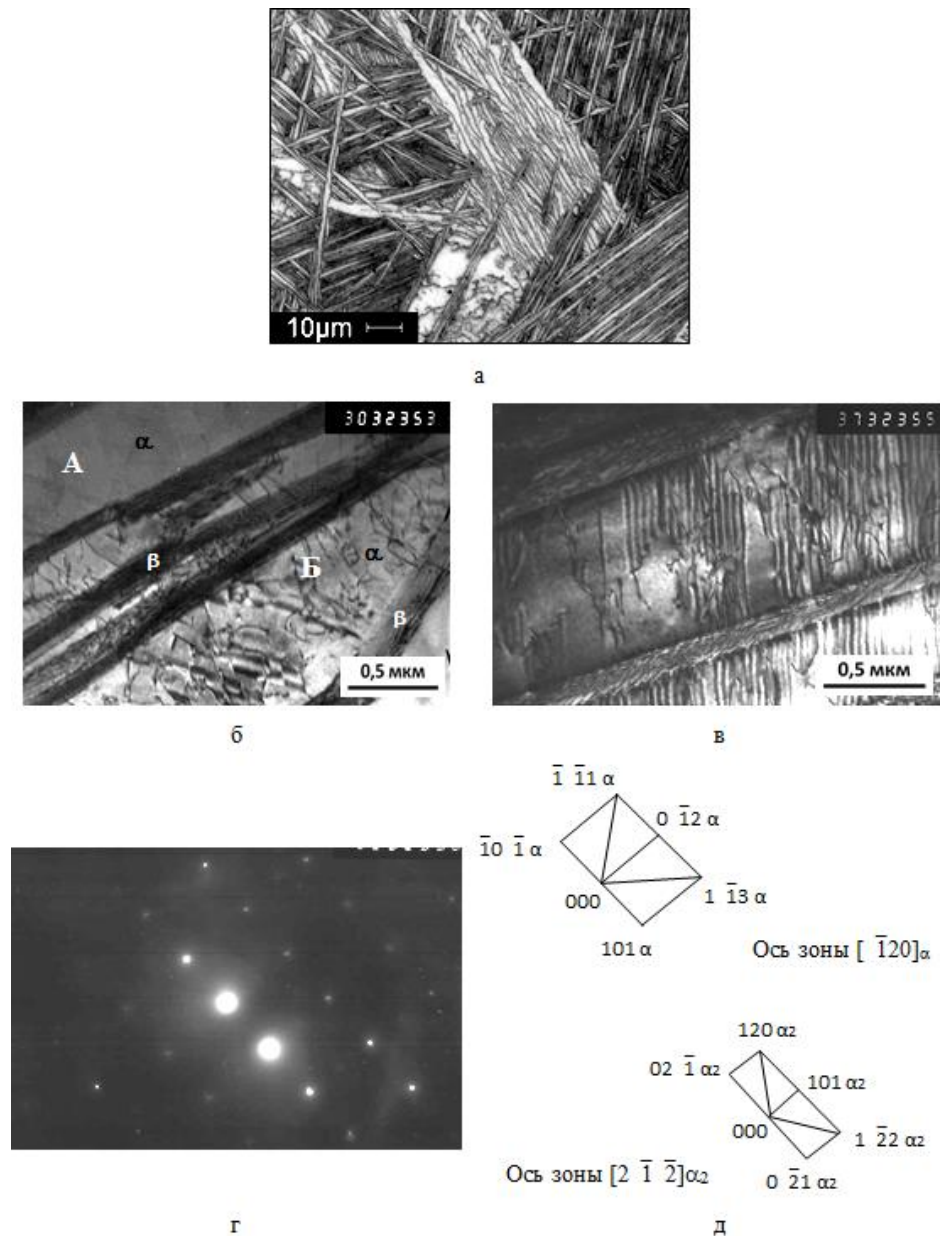


Рис. 2.3. Структура исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °С с выдержкой 10 минут и последующим охлаждением на воздухе (а), светлопольные изображения с различных участков (б, в), электронограмма с «в» (г) и схема ее расшифровки (д)

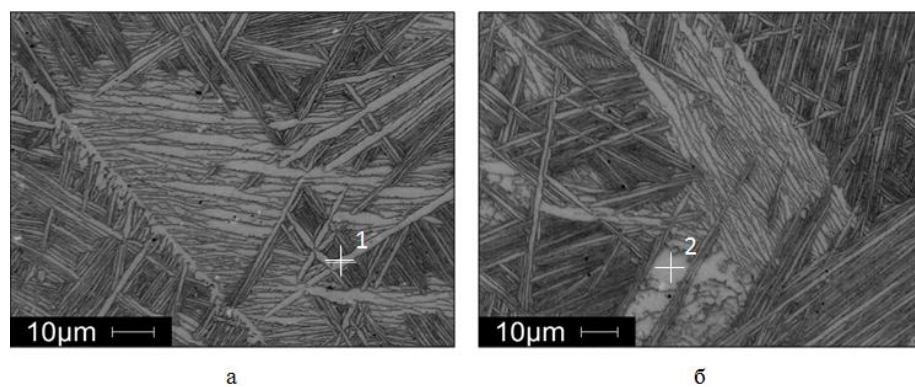


Рис. 2.4. Области определения химического состава исследуемого сплава, подвергнутого высокотемпературной обработке при 1100 °С с выдержкой 10 минут и последующим охлаждением на воздухе

Табл. 2.2. Химический состав областей 1 и 2 исследуемого сплава, подвергнутого высокотемпературной обработке при 1100 °С с выдержкой 10 минут и последующим охлаждением на воздухе

Место съемки	Содержание основных элементов сплава, вес. %					
	Ti	Al	Zr	Si	Mo	Fe
Область 1	85,60	9,47	2,27	0,35	2,30	0,00
Область 2	85,15	8,80	2,49	0,33	3,13	0,10

Таким образом, показано, что варьирование параметров высокотемпературной обработки, в частности продолжительности выдержки, приводит к формированию существенно различного структурного состояния сплава системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe: при длительной выдержке 1 час структура однородна, кратковременной 10 минут – неоднородна как по морфологии структурных составляющих, так и по распределению химических элементов в твердом растворе матрицы.

2.2. Влияние непрерывного нагрева на процессы распада в жаропрочном сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe

С целью выбора оптимального интервала температур для проведения последующего старения с помощью метода ДСК были проанализированы тепловые эффекты, наблюдающиеся при непрерывном нагреве деформированных прутковых полуфабрикатов, подвергнутых высокотемпературной обработке при 1100 °С с различной продолжительностью и последующем охлаждением на воздухе, и обусловленные распадом твердых растворов метастабильных фаз.

При нагреве полуфабрикатов, подвергнутых высокотемпературной обработке по указанным режимам, со скоростью 30 °С/мин от 30 до 1100 °С на кривых ДСК наблюдаются два тепловых эффекта: экзоэффект в интервале температур 250...800 °С, а также эндоэффект в интервале 910...1040 °С (рис. 2.5).

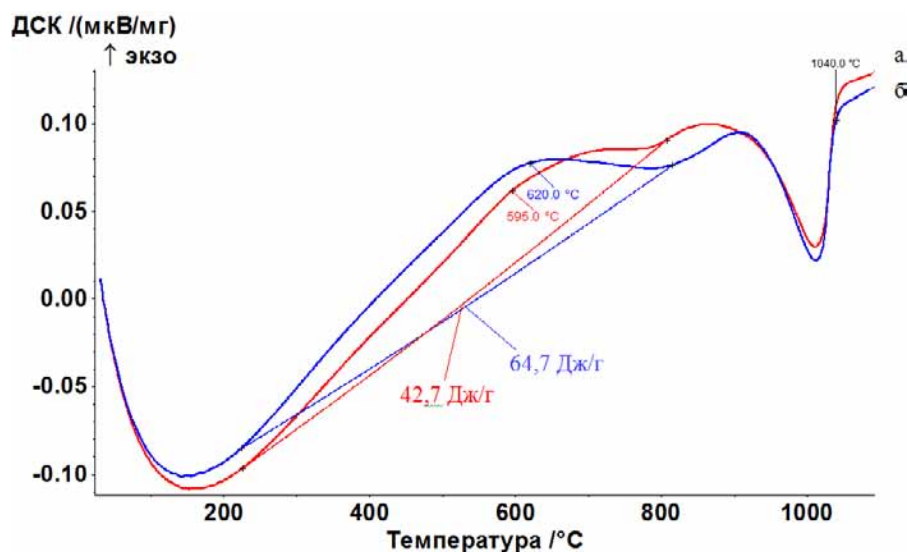


Рис. 2.5. Термограммы нагрева полуфабрикатов из исследуемого сплава, подвергнутых высокотемпературной обработке при 1100 °С в течение 10 минут (а) и 1 часа (б) с последующим охлаждением на воздухе

Анализ литературных данных [14, 15] показал, что наблюдаемый экзоэффект скорее всего связан с процессами распада метастабильного β -твердого раствора с выделением частиц вторичной α -фазы, а также вероятным выделением интерметаллидных частиц – алюминидов и силицидов. Конкретные интервалы протекания указанных превращений выделить данным методом не представляется возможным, вследствие их наложения друг на друга и образования единого растянутого в широком интервале температур экзотермического пика. Эндоэффект обусловлен растворением выделившихся ранее частиц, протеканием обратного $\alpha \rightarrow \beta$ превращения, и переходом сплава в однофазное высокотемпературное β -состояние.

Сравнительный анализ кривых ДСК для сплава, предварительно обработанного при 1100 °С с различными выдержками 10 минут и 1 час, выявил следующее. Более длительные выдержки при указанной обработке обеспечивают формирование более интенсивного экзотермического эффекта с более выраженным максимумом, положение которого смещено в сторону более высоких температур. В частности теплота выделения в результате распада метастабильных фаз составляет 64,7 Дж/г в случае длительной выдержки 1 час и 42,7 Дж/г в случае кратковременной выдержки 10 минут при высокотемпературной обработке; при этом максимальная скорость превращения наблюдается при 620 и 595 °С для длительной 1 час и кратковременной 10 минут выдержек соответственно.

Очевидно, возможной причиной таких изменений при варьировании продолжительности выдержки (10 минут, 1 час) является различие в стабильности фаз, фиксированных в ходе охлаждения при высокотемпературной обработке. Так согласно данным подраздела 2.1 было показано, что с увеличением времени выдержки более полно проходят как гомогенизация β -твердого раствора, так и рекристаллизационные процессы. Это способствует уменьшению дефектности β -матрицы, а значит, и некоторому замедлению последующих процессов выделения вторых фаз на дефектах кристаллического строения, приводя тем самым к смещению максимума в область более высоких температур. Большая стабильность β -твердого раствора (при выдержке 1 час) обуславливает и меньшее стремление сплава к последующим превращениям, способствуя проявлению на кривых ДСК и менее интенсивного экзоэффекта.

Проведенный анализ показал, что распад метастабильных фаз наиболее активно протекает в интервале температур 500...700 °С, кроме того этот интервал согласно данным множества работ [12, 16, 17] охватывает основной температурно-временной интервал второй ступени обработки жаропрочных титановых сплавов. В связи с этим он и был выбран для проведения последующего старения. Время старения выбрано с учетом диаграмм старения [10, 18], построенных для сплавов с близкой системой легирования, чтобы обеспечить при всех температурах старения полное протекание $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения и выделения интерметаллидных частиц.

Таким образом впоследствии использовали режимы старения: нагрев до температур 500...700 °С с шагом 50 °С и выдержками 10, 25 и 85 часов.

2.3. Влияние режимов старения на формирование структуры, фазового состава и свойств в жаропрочном сплаве системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe

Одним из перспективных путей повышения термической стабильности и, следовательно, жаропрочности традиционных сплавов на основе титана является использование эффекта интерметаллидного упрочнения сплава дисперсными выделениями упорядоченной α_2 -фазы на основе алюминидов титана Ti_3Al и/или силицидов на основе циркония [9, 14, 19, 20], достижение которого осуществляется с применением операций старения.

На основании данных подраздела 2.2 в качестве второй ступени обработки сплава использовали нагрев до температур 500...700 °С с шагом 50 °С и выдержками 10, 25 и 85 часов.

Структурных изменений, протекающих в ходе старения сплава, методом оптической металлографии выявить не удастся, и о начале распада метастабильных фаз и его протекании можно судить только по повышению интенсивности травимости структуры, появлению растратов особенно вблизи межфазных α/β -границ раздела.

Для определения типа выделяющихся третьих фаз, а также выявления характерных особенностей изменений морфологии фаз, зафиксированных при высокотемпературной обработке (α и β), были проведены исследования методами РЭМ, ПЭМ, РСФА и микродюрометрии.

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии показано, что проведение старения сплава, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке с кратковременной выдержкой 10 минут, в интервале относительно низких температур 500...550 °С способствует формированию сложных структур.

Во-первых, в отдельных микрообъемах наблюдается появление вытянутых практически прямолинейных дефектов кристаллического строения, лежащих преимущественно в теле α -пластин. Однако часть из них может одновременно лежать как в α -, так и β -пластинах, пересекая межфазную α/β -границу раздела без нарушения своей прямолинейности. Определение их типа требует дополнительных исследований. С увеличением продолжительности старения от 10 до 85 часов количество таких дефектов возрастает.

Во-вторых, в областях матрицы с дефектами упаковки, формирующимися после высокотемпературной обработки сплава с кратковременной выдержкой, при старении в диапазоне низких температур 500...550 °С во всем рассматриваемом временном интервале 10...85 часов видимых изменений не обнаружено. Тем не менее, рефлексы упорядоченной α_2 -фазы, присутствующие на электронограммах с таких областей, при увеличении времени и температуры старения становятся интенсивней.

В-третьих, в ряде областей матричного твердого раствора можно наблюдать появление «парных» дислокаций, представляющих пары параллельных между собой криволинейных дислокаций. Их особенностью является смена контраста при изменении условий съемки со светлопольного на темнопольное изображение в свете рефлекса упорядоченной α_2 -фазы, что позволяет отнести их к антифазным границам. Кроме того такой эффект проявляется и для отдельных сегментов некоторых линий в

дислокационных скоплениях. С увеличением длительности старения подобный контраст усиливается, сопровождается увеличением яркости сверхструктурных рефлексов от α_2 -фазы на электронограммах, что дает возможность предположить о протекании в сплаве процессов упорядочения.

Высокодисперсные частицы α_2 -фазы размерами не более 1...2 нм в различных областях матрицы удастся выявить только при температуре нагрева 550 °С и самой длительной выдержке в 85 часов как методом ПЭМ (рис.2.6 б), так и при РСФА (рис. А.3).

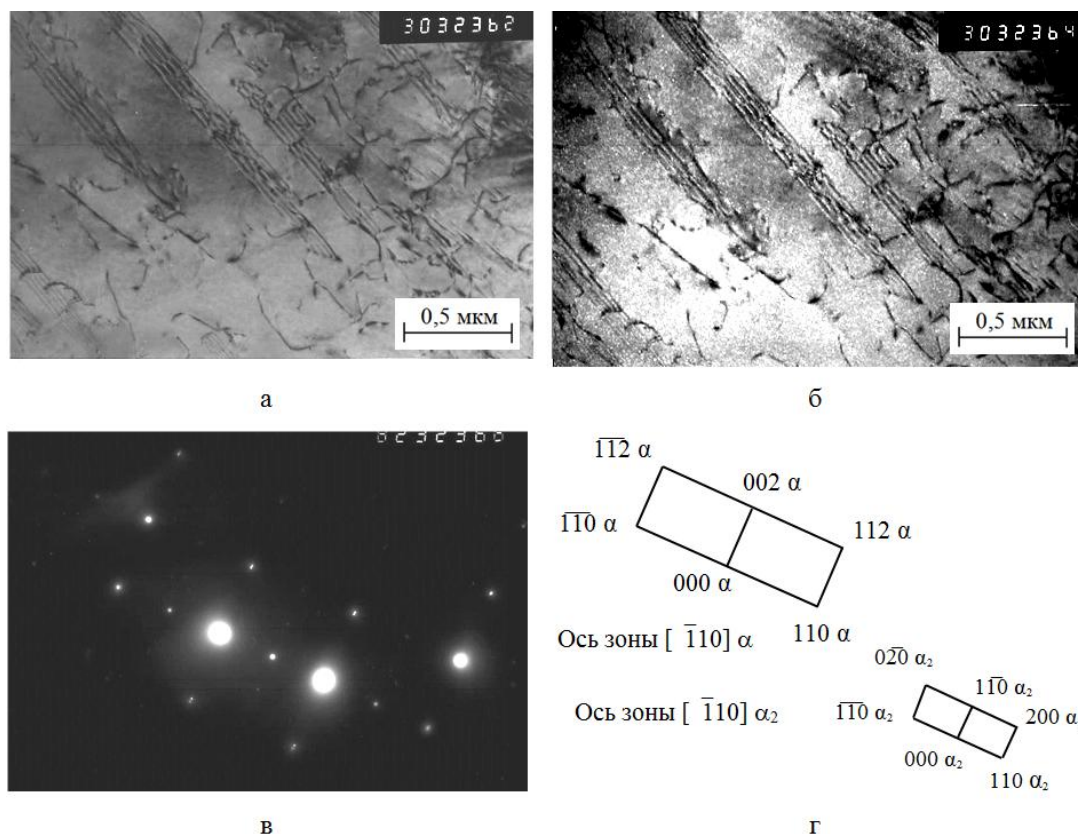
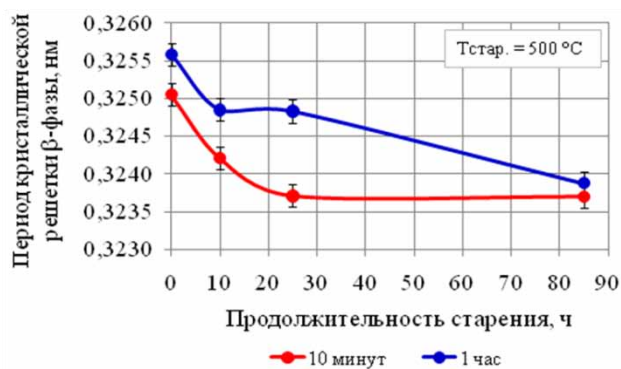
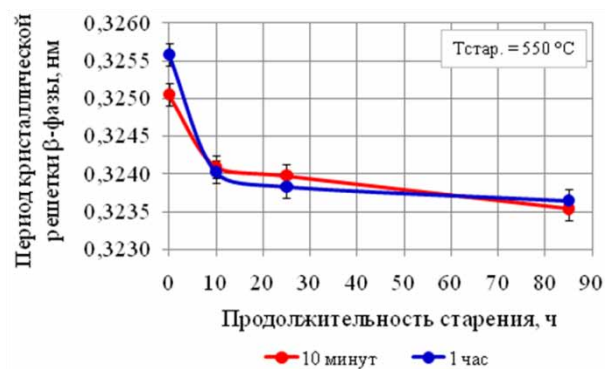


Рис. 2.6. Структура исследуемого сплава, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке с кратковременной выдержкой, после старения при 550 °С с выдержкой 85 часов: светопольное изображение (а), темнопольное изображения в свете рефлекса (110) α_2 -фазы (б), электронограммы с «а» (в) и схема их расшифровки (г)

Структурных изменений в пластинах β -фазы методами световой и электронной микроскопии в ходе рассмотренных выше режимов старения (500...550 °С, 10...85 часов) не наблюдается. Тем не менее о распаде метастабильного β -твердого раствора и частичном перераспределении легирующих элементов между α - и β -фазами можно судить согласно данным РСФА по сдвигу дифракционных линий β -фазы в сторону больших углов Вульфа-Брегга (рис. А.1, А.3), приводящего к уменьшению периода кристаллической решетки β -фазы в среднем от 0,32505 нм до 0,32354 нм (т.е. на 0,00151 нм) для обеих температур старения (рис. 2.7), а также по изменению отношения c/a параметров решетки α -матрицы (повышению на 0,00161 при 500 °С и на 0,00118 при 550 °С, рис. 2.8).

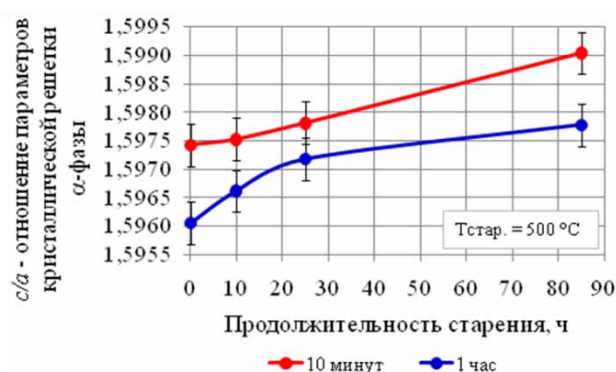


а

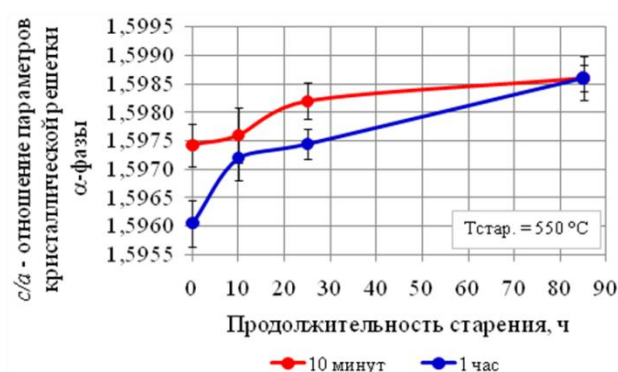


б

Рис. 2.7. Период кристаллической решетки β -фазы исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 500 °C (а) и 550 °C (б)



а



б

Рис. 2.8. Отношение c/a параметров кристаллической решетки α -фазы исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 500 °C (а) и 550 °C (б)

Уменьшение периода кристаллической решетки β -фазы можно связать с обеднением β -твердого раствора α -стабилизирующими элементами, в первую очередь цирконием, имеющего максимальные размеры атома 0,160 нм по сравнению с атомом титана 0,147 нм, и обогащением β -стабилизирующими элементами, таким как молибден и железом, имеющими меньшие размеры атомов 0,139 нм и 0,126 нм соответственно по сравнению с атомом титана. Именно с этим можно связать и уменьшение a и повышение c , а значит и увеличение отношения c/a .

Рост значений микротвердости в процессе низкотемпературного старения при увеличении продолжительности выдержки (рис. 2.9) обусловлен несколькими причинами. С одной стороны, появление частиц вторичной α -фазы в структуре не обнаружено. Это позволяет считать, что распад β -твердого раствора происходит не путем зарождения и роста частиц других фаз, а за счет роста объемной доли первичной α -фазы, которая является более прочной (с гексагональной плотноупакованной решеткой) по сравнению с β -фазой (с объемно-центрированной, более рыхлой по сравнению с ГПУ, решеткой). С другой стороны, обогащение α -твердого раствора при распаде β -фазы в первую очередь

циркониум, размер атома которого существенно больше, чем у титана, будет приводить к проявлению все большего эффекта твердорастворного упрочнения α - фазы.

Также увеличение отношения c/a (рис. 2.8), должно затруднять возможность пластической деформации по пирамидальным и призматическим плоскостям и усиливать долю базисного скольжения, приводя к росту микротвердости.

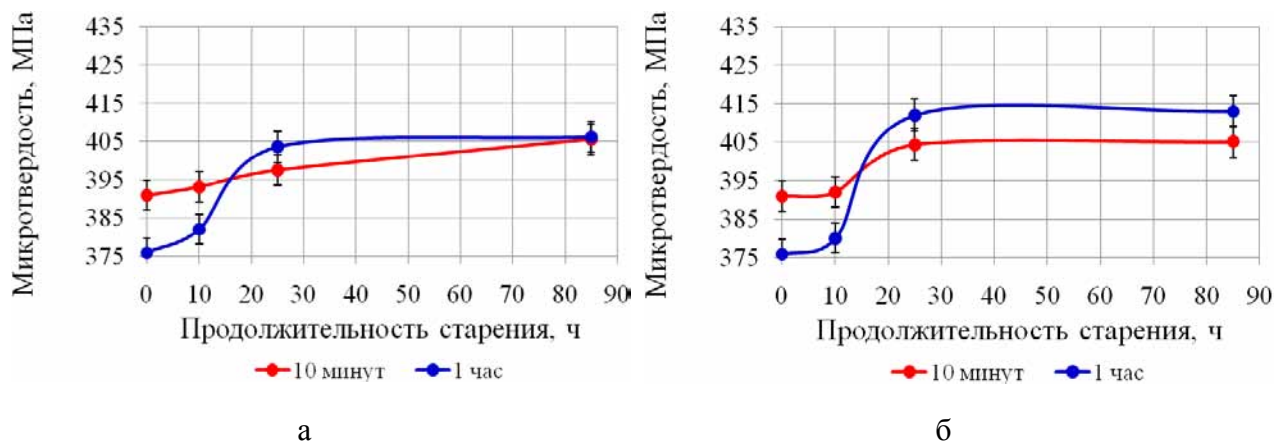


Рис. 2.9. Микротвердость исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °С в течение различного времени и последующего старения при 500 °С (а) и 550 °С (б)

Повышение температуры и увеличение продолжительности старения не оказывает значительного влияния на изменение прироста микротвердости (на ~ 14 МПа при 500 °С, на ~ 15 МПа при 550 °С, рис. 2.9). Вероятно, эффекта дисперсионного твердения при нагреве сплава до 550 °С и выдержке 85 часов не проявляется, вследствие очень малой доли α_2 -фазы и ее значительной неравномерности выделения по объему сплава.

В тех случаях, когда старению подвергается сплав, предварительно обработанный в однофазной β -области с более длительной выдержкой, в теле первичных пластин α -фазы формируется более однородная структура. Прямолинейных дефектов кристаллического строения, подобных тем, что наблюдали в сплаве, обработанном с кратковременной выдержкой, практически не выявляется. Дефекты упаковки и элементы антифазных границ встречаются значительно реже, и лишь при более длительных выдержках.

Однако в данном случае в структуре сплава удалось пронаблюдать отдельные домены упорядоченной структуры, внутри которых наблюдался своеобразный полосчатый контраст, сменяющийся при переходе от светлопольного изображения к темнопольному в свете α_2 -рефлекса на обратный, то есть аналогично смене контраста на антифазных границах. Тем не менее видимых частиц α_2 -фазы во всем температурном интервале старения 500...550 °С не обнаружено, хотя дифракционные линии, характерные этой фазе, выявляются при температуре старения 550 °С при самой длительной выдержке 85 часов (рис. А.4).

Выявленное при рентгеноструктурных исследованиях (рис. А.2, А.4) более интенсивное понижение периода кристаллической решетки β -фазы (рис. 2.7) от 0,32559 до 0,32388 (на 0,00171 нм) при 500 °С и до 0,32354 (на 0,00205 нм) при 550 °С, а также более

интенсивный рост отношения c/a параметров решетки α -фазы (рис. 2.8) от 1,59605 на 0,00173 для 500 °С и на 0,00255 для 550 °С свидетельствует о более интенсивном распаде β -твердого раствора, способствуя проявлению большего эффекта твердорастворного упрочнения, образованию большей объемной доли более прочной по сравнению с β α -фазой, увеличением доли базисного скольжения кристаллической решетки матрицы, а значит, в целом, и большей интенсивности прироста микротвердости сплава (на ~ 30 МПа при 500 °С, на ~ 40 МПа при 550 °С, рис. 2.9), испытывшего предварительно более длительную выдержку при высокотемпературной обработке. Эти данные также подтверждают и результаты ДСК, показывающие, как было отмечено в предыдущем подразделе, наличие более интенсивного теплового экзоэффекта при нагреве в область температур 500...550 °С для сплава с большей выдержкой в β -области (рис. 2.5).

Повышение температуры старения до 600 °С при продолжительности старения до 10 часов в сплаве, термообработанном при 1100 °С в течение 10 минут, наряду с выше отмеченными характерными особенностями изменения внутренней структуры α -пластин приводит к равномерному выделению по отдельным микрообъемам α -фазы высокодисперсных частиц упорядоченной α_2 -фазы. Судя по повышению интенсивности пиков, характерных для α_2 -фазы, на дифрактограммах (рис. А.5) с увеличением времени выдержки, их объемная доля растет. При этом растет и размер частиц, достигая, например, уже при 25 часовой выдержке 2...5 нм.

Особенностью изменения в структуре β -фазы при такой температуре с 10 часовой выдержкой является нарушение сплошности β -прослоек в отдельных микрообъемах, приводящее к «дроблению» β -прослоек. В ряде работ [14, 21] такое явление было названо глобуляризацией, заключающейся в возникновении внутризеренных дефектов границ двойников, субзерен и зерен, последующем выходе этих границ на плоскую α/β -межфазную поверхность с образованием тройных стыков границ неравновесной конфигурации. Равновесие при этом достигается путем образования канавки на α/β -межфазной поверхности, выпуклой в сторону внутреннего дефекта, следствием чего является смена плоской границы на извилистую, последующее движение тройного стыка вдоль внутренней границы, деление β -пластин на отдельные частицы размеры которых пропорциональны размерам имеющейся ранее фазы. С увеличением времени выдержки процессу глобуляризации становится подвержена все большая доля β -фазы.

Десяти часовая выдержка сплава при 600 °С способствует и формированию частиц третьей фазы зачастую округлой, реже эллипсоидальной формы с размерами до 15...20 нм (рис. 2.10 а). Местом их зарождения служит межфазная α/β -граница раздела, а последующий их рост осуществляется в сторону β -фазы. При увеличении продолжительности старения частицы становятся больше, и их размер достигает 20...30 нм (рис. 2.10 б, в). И согласно данным электронно-микроскопических исследований на электронограммах фиксируется отличная от α , β , α_2 система рефлексов (рис. 2.10 г, д), расшифровка которой позволяет отнести данные частицы к силицидам S_1 , имеющих структурную формулу $(Ti,Zr)_5Si_3$ с гексагональной кристаллической решеткой с параметрами $a = 0,743$ нм и $c = 0,514$ нм.

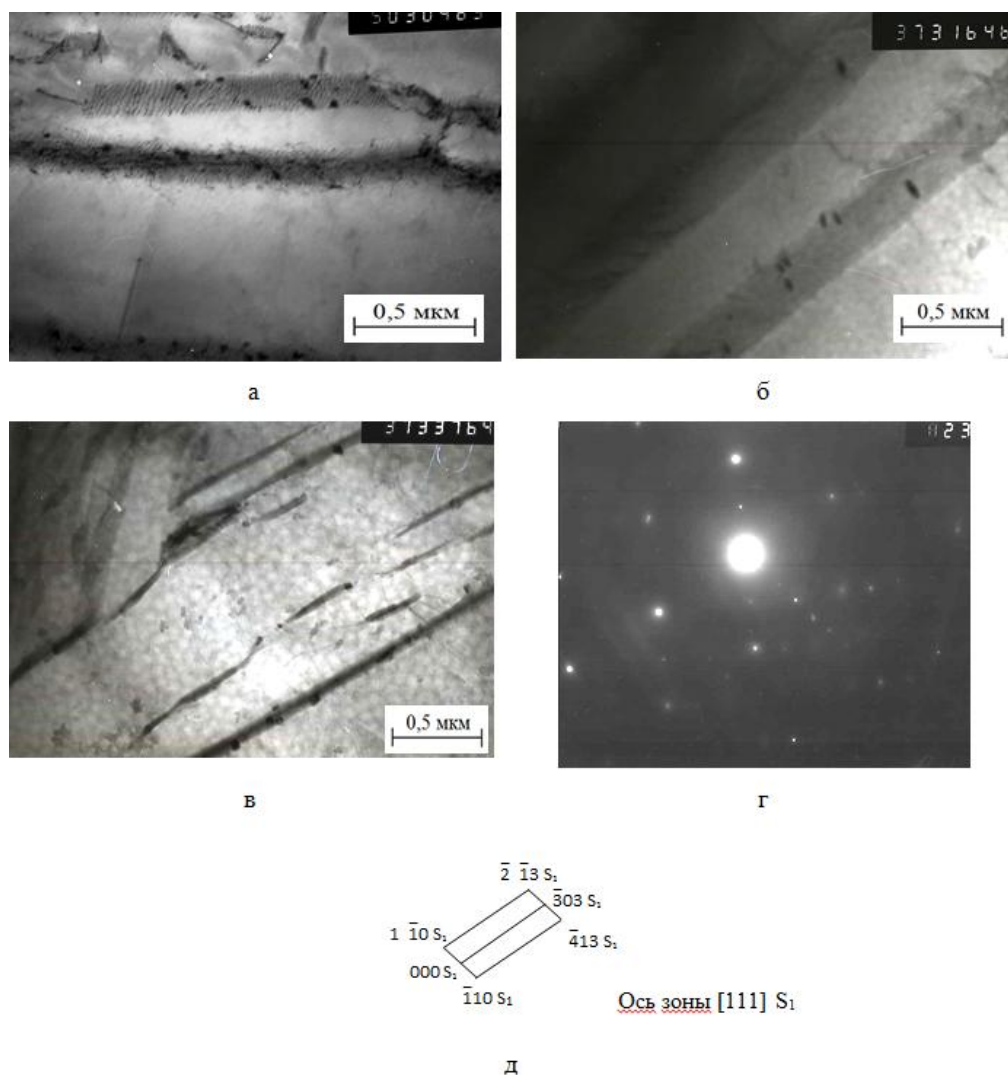


Рис. 2.10. Структура исследуемого сплава, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке с кратковременной выдержкой, после старения при 600 °С выдержками 10 часов (а), 25 (б) и 85 часов (в...г): светопольное изображение (а...в), электронограмма с «в» (г) и схема ее расшифровки (д)

Уменьшение периода решетки β -фазы (рис. 2.11) вызвано теми же причинами, которые были отмечены при рассмотрении процессов старения при пониженных температурах 500...550 °С.

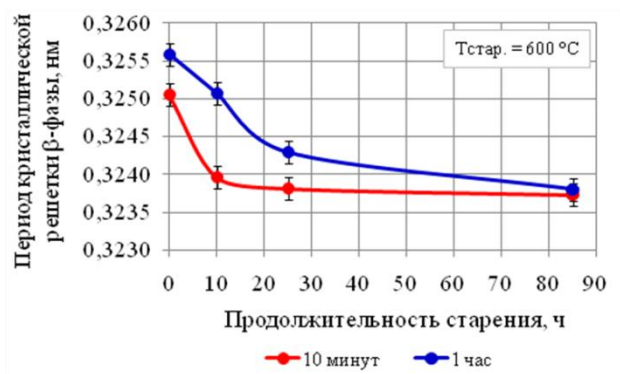


Рис. 2.11. Период кристаллической решетки β -фазы исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 600 °C

В связи с распадом метастабильной β -фазы, сопровождающимся обеднением β -твердого раствора α -стабилизирующими элементами, в первую очередь цирконием (что соответствует обогащению α -фазы этими же элементами), отношение c/a решетки матрицы должно возрастать с увеличением продолжительности выдержки. Тем не менее, практически нулевой прирост этого отношения в интервале времен выдержек 10...25 часов (рис. 2.12), по-видимому, вызвано и обеднением α -твердого раствора атомами циркония в результате выделения силицидных частиц.

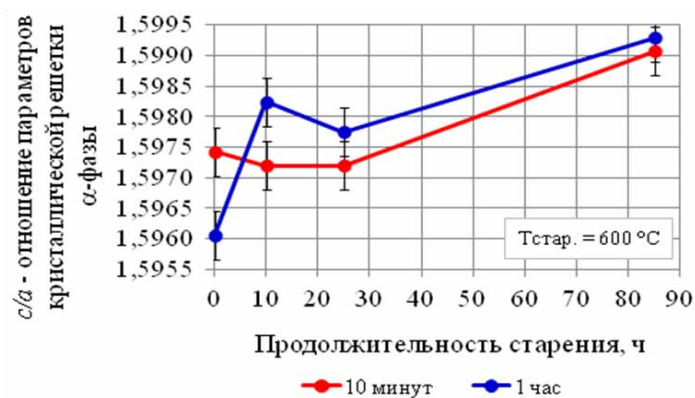


Рис. 2.12. Отношение c/a параметров кристаллической решетки α -фазы исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 600 °C

С увеличением продолжительности старения различными методами исследования фиксируется все большая объемная доля дисперсных частиц α_2 - и S_1 -фаз, приводящая к проявлению все большего эффекта дисперсионного твердения (рис. 2.13). И при такой обработке можно достичь уровня микротвердости ~ 412 МПа.

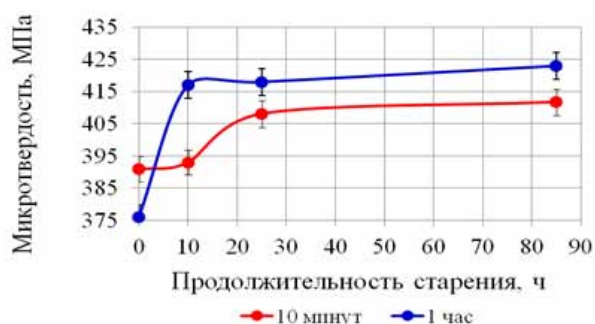


Рис. 2.13. Микротвердость исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °С в течение различного времени и последующего старения при 600 °С

Основным отличием в структуре после старения при 600 °С сплава, предварительно испытывавшем более длительные выдержки при высокотемпературной обработке, от сплава с кратковременной выдержкой является отсутствие видимых частиц третьих фаз (α_2 и S_1) при выдержке в 10 часов. В то же время α_2 -фаза обнаруживается при дифракционных электронно-микроскопических исследованиях в виде интенсивной системой рефлексов на электронограммах.

Увеличение продолжительности выдержки до 25 часов приводит, с одной стороны, к появлению равномерно распределенных частиц α_2 -фазы теле α -пластин меньшего размера (до 1...2,5 нм), чем наблюдаемый ранее для сплава с кратковременной выдержкой, а с другой – образованию на α/β -границе и росту в β -фазе силицидов S_1 размерами 10...20 нм.

При старении 600 °С сохраняется тенденция к уменьшению периода кристаллической решетки β -фазы, вызванная ее распадом (рисунок 3.19). Прирост отношения параметров c/a α -кристаллической решетки в первые 10 часов старения (рисунок 3.20) наиболее интенсивен (от 1,59605 до 1,59824), в отличие от наблюдаемого при старении 550 °С (от 1,59605 до 1,59720) в связи с большей диффузионной подвижностью атомов легирующих элементов, а следовательно и более глубоким распадом при старении. Меньшее же значение c/a при выдержке 25 часов вызвано обеднением α -фазы цирконием, вследствие выделения силицидов.

Большая объемная доля формирования более прочной α -фазы, большие эффекты твердорастворного упрочнения, дисперсионного твердения способствуют и более высокому уровню микротвердости (рис. 2.13).

Более высокие температуры нагрева 650...700 °С сплава, подвергнутого кратковременной выдержке в β -области, все больше активизируют процессы выделения третьих фаз. Так все больший объем сплава становится задействованным в выделении α_2 -частиц, объемная доля которых значительно возрастает как с увеличением температуры, так и с увеличением времени выдержки (рисунок 2.14 в, г, 2.15 а...в).

Вместе с этим растет и средний размер частиц от 1...2 нм (рисунок 2.14 в), 2...3 нм (рисунок 2.14 г), наблюдаемый при старении 650 °С и продолжительности выдержки 10 и 85 часов соответственно, до 5...7 нм (рисунок 2.15 б) и 8...11 нм (рисунок 2.15 в), наблюдаемый при старении 700 °С и продолжительности выдержки 25 и 85 часов соответственно.

Аналогичную тенденцию к увеличению размера частиц можно пронаблюдать для силицидной фазы, однако их рост интенсивнее, чем рост α_2 -частиц: от 15...35 нм (рис. 2.14 д), 30...60 нм (рис. 2.15 е), наблюдаемый при старении 650 °С и продолжительности выдержки 10 и 85 часов соответственно, до 40...70 нм (рисунок 2.15 г) и 90...130 нм (рис. 2.15 д), наблюдаемый при старении 700 °С и продолжительности выдержки 10 и 85 часов соответственно. Хотя объемная доля значительно не увеличивается.

Кроме того более высокие температуры и длительные выдержки приводят к более интенсивному протеканию процесса фрагментации β -прослоек. Так, при старении в течение 85 часов при 650 °С «раздробленными» оказываются больше 50 % прослоек β -фазы, а при 700 °С в этом процессе задействован практически весь объем β -фазы.

Для сплава, предварительно обработанного в β -области с длительной выдержкой, все выше отмеченные процессы выделения третьих фаз и изменения морфологии β -фазы протекают аналогично.

Еще одним главным отличием структуры сплавов после старения при высоких температурах 650...700 °С, чем при более низких 500...550 °С, является резкое уменьшение микрообластей с антифазными границами при температуре старения 650 °С (рис. 2.14 а, б) и их полное отсутствие при 700 °С.

Согласно данным РСФА более высокие температуры нагрева сплавов способствуют уменьшению стимула β -фазы к распаду, в связи с чем старение при 650...700 °С не сопровождается заметным уменьшением периода решетки (рис. 2.16): в среднем на 0,00110 нм для сплава с длительной и на 0,00055 нм для сплава с кратковременной выдержками в ходе предварительной высокотемпературной обработке.

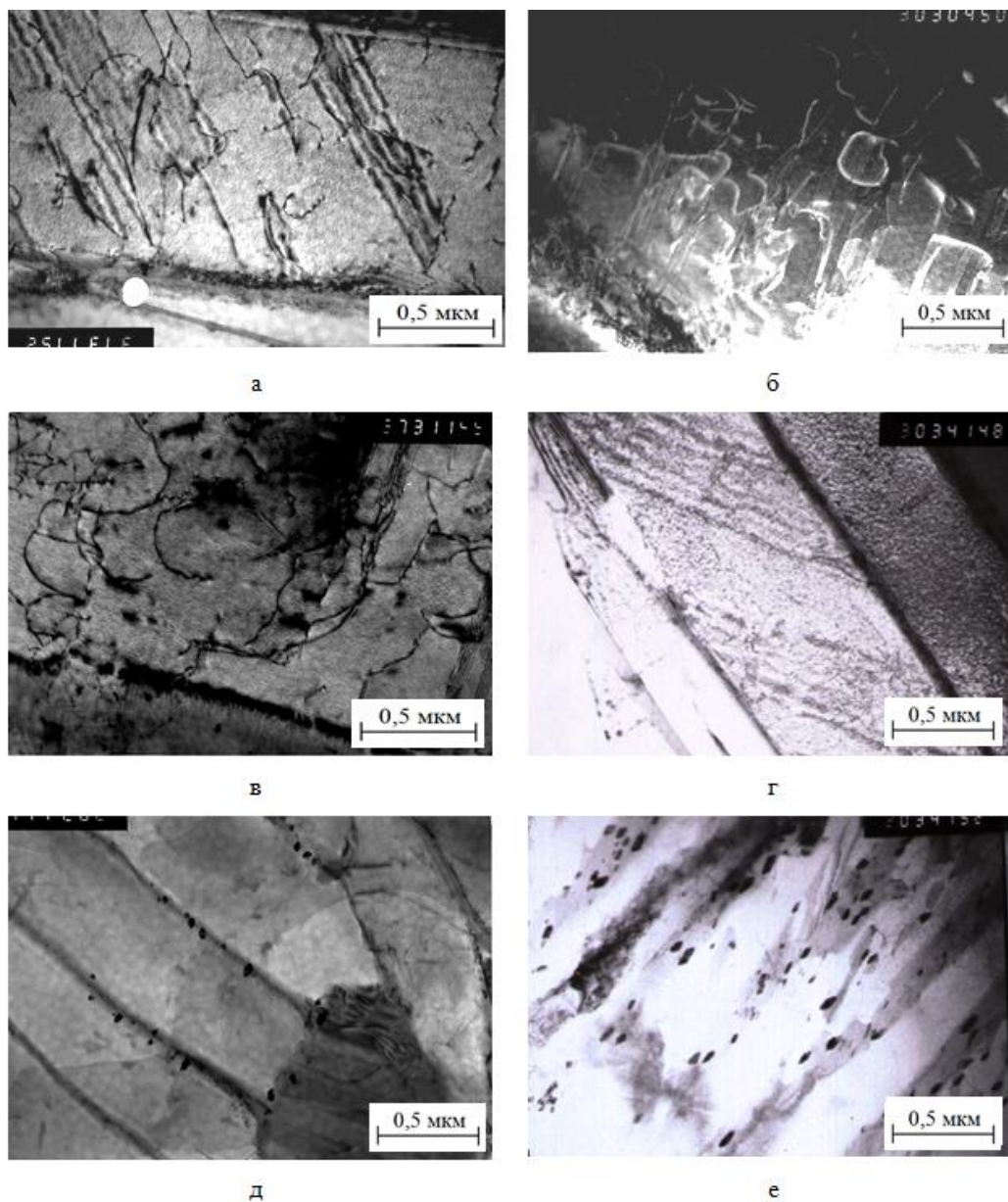


Рис. 2.14. Структура исследуемого сплава, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке с кратковременной выдержкой, после старения при 650 °С выдержками 10 (б, в, д), 25 (а) и 85 часов (г, д): светлопольные изображения (а, в, д, е), темнопольные изображения в свете рефлекса (011) α_2 -фазы (б, г)

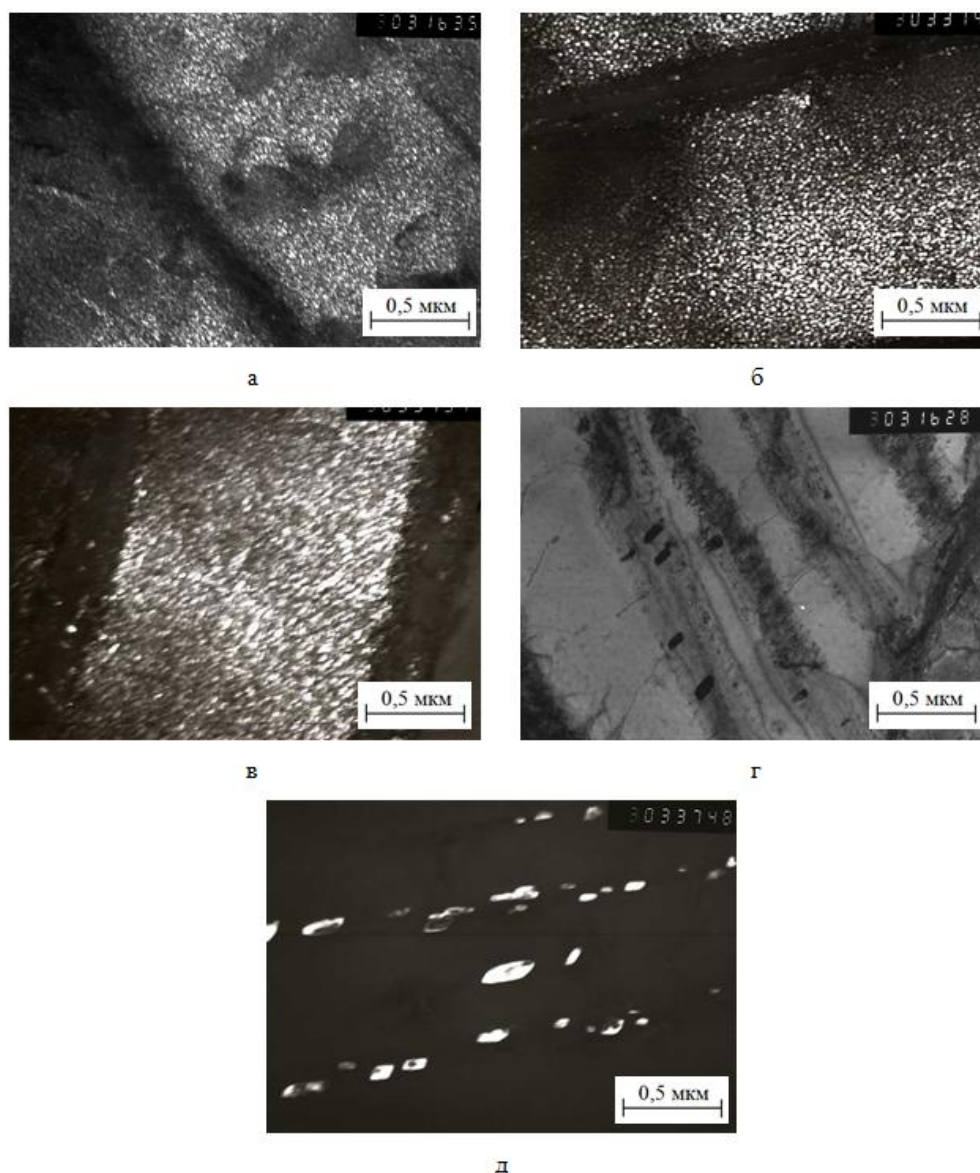
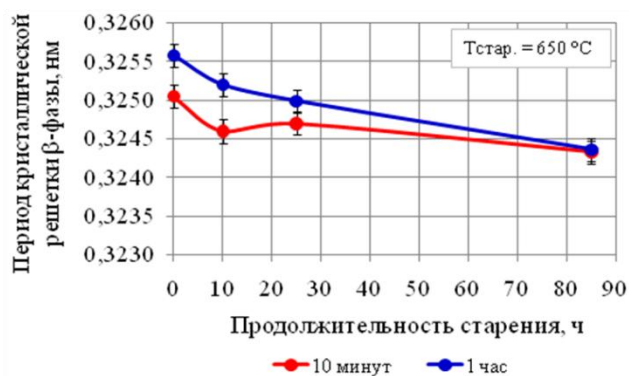


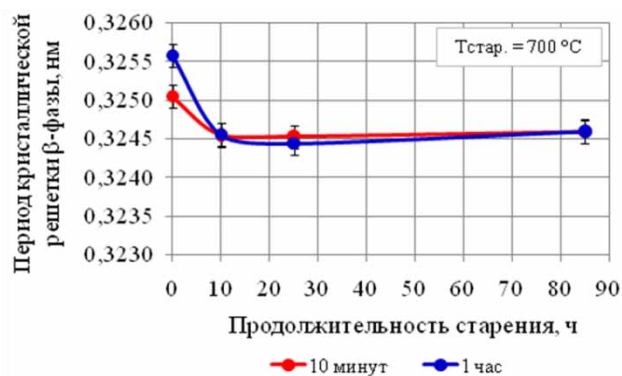
Рис. 2.15. Структура исследуемого сплава, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке с кратковременной выдержкой, после старения при 700 °С выдержками 10 (а, г), 25 (б) и 85 часов (в, д): светлопольное изображение (г), темнопольные изображения в свете рефлекса (011) α_2 -фазы (а, в), (001) α_2 -фазы (б), $\bar{1}35 S_1$ (д)

Уменьшается и стимул к росту отношения с/а параметров кристаллической решетки α -фазы при 650 °С, и приращение этого отношения станет даже отрицательным при старении 700 °С (рис. 2.17), что вызвано резким обеднением α -твердого раствора α -стабилизирующими элементами, таким как цирконием и алюминием, вследствие их диффузии в кристаллические решетки третьих фаз (силицидов, алюминидов).

Однако, при этом вновь наблюдается монотонный рост твердости во всем изученном интервале времен (10...85 часов) и температур (650...700 °С) старения, и прирост твердости (рис. 2.18) сплавов с исходно более однородной структурой больше и происходит более быстро (в среднем на 50 МПа), чем для сплавов, испытывших кратковременную выдержку в β -области (в среднем на 25 МПа).

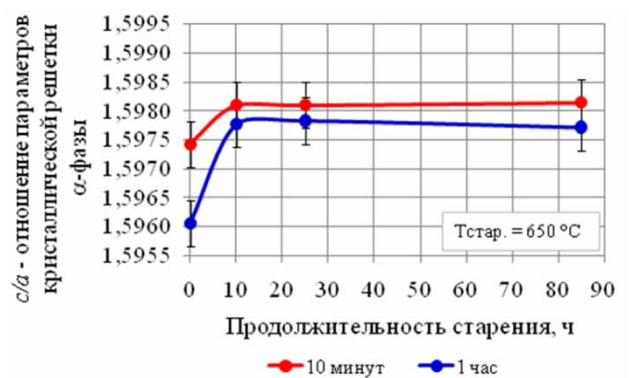


а

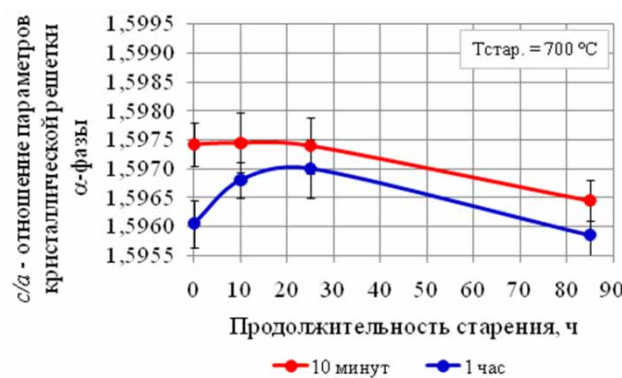


б

Рис. 2.16. Период кристаллической решетки β -фазы исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 650 °C (а) и 700 °C (б)

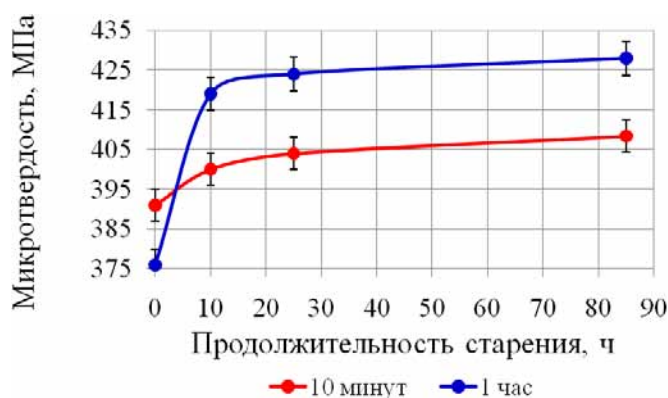


а

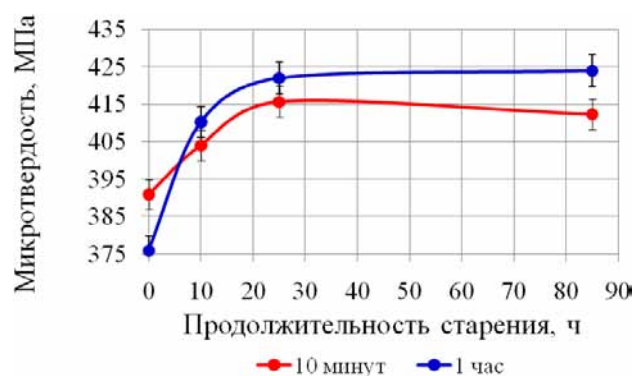


б

Рис. 2.17. Отношение c/a параметров кристаллической решетки α -фазы исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 650 °C (а) и 700 °C (б)



а



б

Рис. 2.18. Микротвердость исследуемого сплава после высокотемпературной обработки при 1100 °C в течение различного времени и последующего старения при 650 °C (а) и 700 °C (б)

Основная причина упрочнения в данном случае обусловлена именно выделением дисперсных частиц α_2 -фазы.

Таким образом, анализируя изменение морфологии зафиксированных при высокотемпературной термомеханической обработке в однофазной β -области α - и β -фаз, процессы выделения частиц третьих фаз в ходе последующего старения в диапазоне температур нагрева 500...700 °С и выдержками 10...85 часов, можно заключить, что:

- распад метастабильных фаз в сплавах идет с образованием частиц интерметаллидных фаз: на межфазной α/β -границе раздела наблюдается зарождение и последующий рост со стороны β -фазы S_1 -силицидов, тогда как α_2 -алюминиды образуются и растут независимо от частиц силицидов в α -матрице;

- более длительные выдержки при высокотемпературной обработке способствуют смещению температурных и временных интервалов выделения частиц третьих фаз в ходе последующего старения в сторону более высоких температур и более длительных выдержек;

- более длительные выдержки при высокотемпературной обработке способствуют большему тепловому эффекту выделения третьих фаз, приводя тем самым к более высокому уровню микротвердости сплава ~ 425 МПа, по сравнению с кратковременной выдержкой (~ 415 МПа).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для жаропрочных сплавов очень важно в процессе проведения упрочняющей термической обработки при достижении прочности не потерять термической стабильности, а также сохранить необходимый уровень пластических свойств. Для этого необходимо выбрать правильный режим термической обработки, обеспечивающий достижение желаемых свойств.

В процессе работы были проведены различные исследования жаропрочного ($\alpha+\beta$)-сплава системы Ti-Al-Zr-Mo-Si-Fe с повышенным содержанием алюминия, подвергнутого упрочняющей термической обработке. В ходе этих исследований были установлены закономерности выделения силицидов и алюминидов в жаропрочном титановом сплаве, изучено их совместное влияние на кинетику выделения, а также их роль в формировании прочностных свойств с целью определения возможности их улучшения и подбора наиболее подходящего режима термической обработки.

Проведение УТО сплава позволило выявить следующие закономерности:

1. Варьирование параметров высокотемпературной обработки в β -области при 1100 °С, в частности продолжительности выдержки, приводит к формированию типичной пластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры. При этом при длительной выдержке 1 час структура однородная, тогда как при кратковременной выдержке 10 минут структура неоднородная как по морфологии структурных составляющих, так и по распределению химических элементов в твердом растворе матрицы.
2. Распад β -твердого раствора в ходе последующего низкотемпературного старения в интервале 500...550 °С осуществляется за счет перераспределения легирующих элементов между α - и β -фазами с эпитаксиальным ростом α -фазы, а при более высоких температурах 600...700 °С сопровождается выделением третьих фаз – алюминидов (α_2) и силицидов (S_1).
3. Подтверждено, что формирование частиц силицидов типа S_1 происходит на межфазных α/β -границах, а последующий их рост осуществляется в сторону β -фазы, тогда как зарождение и рост высокодисперсных α_2 -частиц происходит в теле α -пластин.
4. Увеличение продолжительности выдержки при обработке в β -области от 10 минут до 1 часа способствует смещению температурно-временных интервалов выделения интерметаллидных частиц в большую сторону: начало выделения алюминидов α_2 и силицидов S_1 в сплаве, испытывавшем кратковременную выдержку в β -области, зафиксировано при обработках 550 °С, 85 часов и 600 °С, 10 часов соответственно, тогда как в сплаве, испытывавшем длительную выдержку в β -области, при обработках 600 °С, 10 часов и 600 °С, 25 часов соответственно, и более интенсивному распаду метастабильных фаз, приводя к более высокому уровню микротвердости ~ 425 МПа.
5. С целью получения высокого уровня прочностных свойств, жаропрочности и термической стабильности предложен следующий режим термической обработки – высокотемпературная обработка при 1100 °С, 1 час, воздух и последующее старение при 600 °С, 10 часов – обеспечивающее выделению высокодисперсных

частиц α_2 -фазы, сохранению атомов кремния в твердом растворе α -матрицы и подавлению процесса образования силицидных частиц (наличие которых, как правило, понижает характеристики жаропрочности).

По результатам проделанной работы подготовлены 3 печатные работы: - из них две опубликованы в сборнике международной конференции; - одна подготовлена к печати в журнале, рекомендованном ВАК.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Борисова Е. А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов/ Е. А. Борисова, [и др.]. М.: «Металлургия». 1980. 464 с.
2. МР 47-36 / СМИ-72. Методическая рекомендация. Прямое электронно-микроскопическое исследование двухфазных титановых сплавов (Приготовление объектов и индентирование электронограмм)/ М.:ВИЛС. 1972. 48 с.
3. МР 290-26/36-88. Методическая рекомендация. Индентирование микроэлектронограмм титановых сплавов, содержащих упорядоченные α_2 , ω и β -фазы/ М.:ВИЛС. 1988. 34 с.
4. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении/ Л.М. Утевский. М.: Металлургия. 1973. 584 с.
5. МР 18-36/СМИ-75. Качественный и количественный рентгеновский анализ фазового состава титановых сплавов. М.: ВИЛС. 1975. 39 с.
6. Oliver W.C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments/ W.C. Oliver, G.M. Pharr// Journal Materials Research, Vol. 7, № 6, June 1992. P. 1564...1583.
7. Городниченко В.И. Материаловедение. Практикум/ В.И. Городниченко, Б.Ю. Давиденко, В.А. Исаев. М.: Университетская книга. Логос. 2006. 272 с.
8. Колачев Б.А. Структурные диаграммы титановых сплавов в координатах эквивалент молибдена – эквивалент алюминия/ Б.А. Колачев, А.А. Ильин, В.А. Володин, Д.В. Рынденков// Металлы. 1997. №1. С. 136...145.
9. Кочеткова Т.Н. Влияние структурного состояния на жаропрочность сплава Ti-Al/ Т.Н. Кочеткова, А.Б. Ноткин, Е.И. Тейтель// Физ. мет. и металловед. 1990. №4. С.176...182.
10. Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и β -раствора в сплавах титана. Справочник/ Л.Е. Попова, А.А. Попов М.: Металлургия. 1991. 503 с.
11. Корнилов И. И. Диаграммы состояния двойных и тройных систем титана/ И.И. Корнилов, П. Б. Будберг. М.: ВИНТИ, 1961. 173 с.
12. Глазунов С.Г. Жаропрочные сплавы на основе титана/ С.Г. Глазунов. М.: Оборонгиз. 1958. 77 с.
13. Белов С.П. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов/ С.П. Белов, [и др.]; под ред. Колачева Б.А., Глазунова С. Г.: «Металлургия». 1992. 352 с.
14. Попов А. А. Процессы упорядочения в жаропрочных сплавах титана/ А.А. Попов, Н.Г. Россина, М.А. Попова, А.В. Волков// Титан. 2011. №1. С. 36...42.
15. Ramachandra C. Silicide phases in some complex titanium alloys/ C. Ramachandra, V. Sing – Met. Trans. 1992, A23, №2. P. 689...690.
16. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов/ Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А.– 3-е изд., перераб. и доп. М: «МИСИС». 2001. 416 с.
17. Колачев Б.А. Титановые сплавы разных стран/ Б.А. Колачев, И.С. Полькин, В. Д. Талалаев. М.: ВИЛС. 2000. 316 с.
18. Materials Properties Handbook. Titanium alloys/ Ed. by Boyr R., Welsch G., Collings E.W.// ASM International. The Material Information Society. 1994. p. 833.

19. Панайоти Т.А. Влияние старения на структуру и свойства ($\alpha+\beta$) титановых сплавов/ Т.А. Панайоти, А.С. Горбова, Г.Ф. Таран, Т.Д. Киселева// МиТОМ. 1992. № 1. С. 39...42.

20. Трубочкин А.В. Влияние кремния и выделений частиц интерметаллидов на структуру и свойства жаропрочных псевдо-альфа титановых сплавов/ А.В. Трубочкин//Титан. 2004. № 1. С. 55...63.

21. Margolin H. Influence of aging temperature on the formation of structure and properties of titanium alloys/ H. Margolin, O. Cohen// Titanium 80, Sci. and Technology Proc. 4.Int. Conf.-Kyoto, may 1980.-V.2. P. 1555...1561.